

## ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ОСОБЕННОСТИ ВЫПЛАВКИ СПЛАВА СИСТЕМЫ AL-SI-FE

### FORMING THE STRUCTURE AND PARTICULARITIES OF MELTING OF THE AL-SI-FE ALLOY

Найзабеков А.Б., Андреященко В.А., Шпудейко И. П.  
Карагандинский Государственный Индустриальный Университет  
Темиртау, Казахстан, Vi-ta.z@mail.ru

This work is dedicated to the research of the forming the structure and particularities of melting of the Al-Si-Fe alloy. As a result of the carried out research it is found out that annealing improvement structure of the alloy. The experiments showed that technology of the melting allows to obtain the quality alloy of the system.

Рост требований к качеству металлопродукции, особенно к высококачественным изделиям с необходимой повышенной надежностью в эксплуатации, обуславливает необходимость поиска новых технологических решений, позволяющих производить металл с более высокими свойствами [1].

В последнее время постоянно возрастает потребность в конструкционных материалах со специальными свойствами [2]. Одним из таких материалов является сплав системы Al-Si-Fe.

Для получения хорошей весовой эффективности в сочетании с длительным ресурсом работы и надежностью в эксплуатации алюминиевые сплавы должны обладать комплексом необходимых характеристик: высокой прочностью, хорошей коррозионной стойкостью, высоким сопротивлением повторным нагрузкам и малой скоростью развития трещины усталости [3].

Однако сплавы системы Al-Si-Fe относятся к числу материалов склонных к хрупкому разрушению обладающих низкой пластичностью и трещиностойкостью при комнатной температуре [4].

Многочисленные исследования характеристик трещиностойкости, проведенные за последние десятилетия в нашей стране и за рубежом [5-7], показали, что трещиностойкость зависит от многих факторов из которых наиболее важными являются состав и структура сплавов [8].

Для достижения требуемого уровня характеристик сплавов со специальными свойствами необходимы особые способы выплавки, деформирования, специальные режимы термической обработки, качественная обработка поверхности, точный состав, минимальное содержание включений и вредных примесей, высокая точность изготовления [9].

На основании вышеизложенного был проведен ряд экспериментов по разработке технологии получения сплавов на основе системы Al-Si-Fe в лабораторных условиях.

Сплавы получали путем сплавления компонентов шихты в высокотемпературной установке типа Таммана. Выплавку осуществляли в алуновы тиглях.

В качестве шихтовых материалов для получения сплава системы Al-Si-Fe применяли: сталь 08кп (содержание углерода 0,05-0,11%), технически чистый алюминий (Al-99,9%) и ферросилиций марки ФС65 (Si- 65,8%, С- 0,04%). Расчет весового количества компонентов шихты вели на 1 кг сплава, с учетом угара компонентов Al и Si.

Выплавку сплава системы Al-Si-Fe проводили в атмосфере аргона по следующей схеме:

Алунов тигель тщательно просушивали, прокаливали и перед загрузкой шихты нагревали до температуры вишнево-красного каления 600-700°C. В разогретый тигель (печь) загружали сталь 08кп, расплавляли и доводили до температуры 1500-1550° C, после чего тщательно размешивали, снимали шлак и на поверхность зеркала ванны равномерным слоем насыпали ферросилиций и затем алюминий (порционно). После введения алюминия и ферросилиция расплав непрерывно перемешивали металлическим прутом, с целью лучшего взаимодействия всех компонентов шихты. Ферросилиций и алюминий были предварительно прокалены в печи СНОЛ при температуре 500°C для снижения газонасыщенности и содержания адсорбированной влаги. Температура выпуска расплава составила 1600-1650°C.

После проведения первых плавов расчет шихты корректировался, с учетом угара. Полученные результаты представлены в таблице 1.

Для достижения равномерности состава по слитку сплавы подвергались двукратному переплавлению. Помимо этого был проведен гомогенизирующий отжиг образцов сплава Al-Si-Fe с целью перераспределения компонентов и выравнивания структуры. Гомогенизирующий отжиг проводили в печи СНОЛ по следующему режиму [4,10]:

1. нагрев до 1170°C, выдержка 4ч, охлаждение на воздухе.
2. нагрев до 1170°C, выдержка 6 ч, охлаждение на воздухе.

Микроструктуру термообработанных заготовок исследовали на нетравленных шлифах с помощью оптического микроскопа «Leica» (рисунок 1).

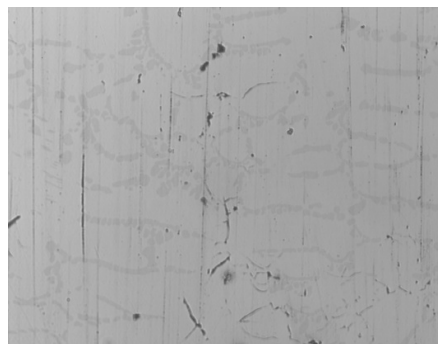
Таблица 1

Сводная таблица химического состава сплавов системы Al-Si-Fe и времени выплавки

№ сплава	Содержание элементов, %			Время расплавления 08кл до ввода Al, Si	Время после ввода Al, Si до остановки печи	Общее время выплавки
	Al	Si	Fe			
1	28	3	69	1ч.12мин.	5мин.	1ч.17мин.
2	28	15	57	1ч.9 мин.	11мин.	1ч.20мин.



а)



б)

а – сплав №1 выдержка 4 ч., б – сплав №2 выдержка 6 ч.

Рис.1 – Микроструктура сплава Al-Si-Fe, отожженного при 1170<sup>0</sup>С, x100

Анализ микрофотографий (рисунок 1- а) показал наличие легкоплавких включений, расположенных по границам зерен, которые вызывают охрупчивание сплава. С увеличением выдержки (рисунок 1 - б) структура становится более равномерной. Здесь присутствуют тугоплавкие включения (интерметаллиды, оксиды).

**Выводы:** Исследование сплавов системы Al-Si-Fe, полученных в высокотемпературной установке типа Таммана показали, что при выплавке в защитной атмосфере и проведении термообработки, снижается содержание нежелательных примесей, происходит перераспределение компонентов шихты, выравнивание структуры сплава, что способствует улучшению качества сплава данной системы.

### Литература

1. Ромашкин А. Н., Дуб А. В., Гордеев Ю. В. и др. Влияние окисленности металлического расплава на состав неметаллических включений в хромистой и марганцевой стали. ОАО «Черметинформация», Бюллетень «Черная металлургия» 2008 №4, 54-65с.
2. Hosking F. M. Portillo F.F., Wunderlin R. Mehrabian R. Composites of aluminium alloys: fabrication and wear behavior. - J. Materials, 1982, 17, p. 477-498
3. Фридляндер И. Н. Алюминевые сплавы в летательных аппаратах в периоды 1970-2000 и 2001-2015 гг. // Металловедение и термическая обработка металлов. 2001 № 1. 5-9с.
4. Помельникова А. С., Перетятко В.Н., Шипко М.Н. и др. Влияние термической обработки на электрическое сопротивление сплавов Fe-Si-Al. // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 1999 № 12. 38-41с.
5. Захаров В.В., Ростова Т.Д. Високоресурсные высокопрочные алюминиевые сплавы. // Металловедение и термическая обработка металлов. 1995. №5 27-31с.
6. J. Jpn. Inst. LightMet. Ed.: "Characterization and Structure of Aluminum" (J. Jpn. Inst. LightMet.) (1991) 340.
7. Y. S. Choi, J. S. Lee, W. T. Kim, H. Y. Ra Solidification behavior of Al-Si-Fe alloys and phase transformation of metastable intermetallic compound by heat treatment Journal of materials science. (1999) 2163 – 2168.
8. Елагин В.И. Состояния и пути повышения трещиностойкости высокопрочных алюминиевых сплавов. // Металловедение и термическая обработка металлов. 2002 №9. 10-19с.
9. И.В. Ряпосов, Л.М. Клейнер, А.А. Шацов. Концентрационно-неоднородные прецизионные магнитно-мягкие сплавы на основе системы Fe-Si-Al. 92-102 с.
10. Николаев А.Г., Коростелин А.А., Левашов Е.А. Свойства стального жаростойкого проводника, содержащего более 10 % алюминия. // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 1998. № 5. 56-59 с.

# МОДЕЛИРОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПРИ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКЕ СТАЛЕЙ

## MODELING OF MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF HOT ROLLED STEELS

Соколов Д.Ф. и Соколов С.Ф.  
СПбГПУ, С.-Петербург, РФ  
Email: sklv.d.f@gmail.com, sok\_s\_w@mail.ru.

### Abstract

An integral mathematical physically based model is developed for prediction of the microstructure and mechanical properties of steels processed in accordance with a given hot rolling and accelerated cooling conditions. The model predicts austenite microstructure evolution under hot rolling, as well as its transformation during subsequent cooling with account of formation of ferrite, pearlite, bainite and martensite. Complex effects of alloying by such elements as C; Mn; Si; Ni; Cr; Mo; Nb; Ti; V on kinetics of the simulated processes are accounted for on the basis of the suggested original approaches. The activation energies of the diffusion process of austenite lattice reconstruction that controls GG/SRX and austenite-to-ferrite/pearlite transformation kinetics are evaluated utilizing their relationship with the self-diffusion activation energy (SDAE) in austenite. In the developed austenite-to-ferrite/pearlite transformation models the effect of complex alloying on carbon diffusivity in the austenite is accounted for using previously obtained results. Structure-property relationships are developed using an extensive experimental database «chemical composition - microstructure - mechanical properties» obtained for 10 steel grades rolled on mill 2000 OAO «SEVERSTAL» with chemical compositions covering the following ranges of alloying elements content: C(0.004÷0.23); Mn(0.17÷1.90); Si(0.03÷0.81); Cr(0.02÷0.66); Ni(0.03÷0.55); Cu(0.04÷0.42); Mo(0.04÷0.31); Nb(0.002÷0.05); V(0.002÷0.065); Ti(0.001÷0.06). Austenite transformation depending on grain size, cooling rate and preliminary plastic deformation was investigated with the help of Gleeble 3800 system to obtain a set of practically important morphologically different microstructures for each steel grade. A quantitative analysis of the microstructures was performed using optical and scanning electron microscopy (EBSD-method). The developed models are calibrated utilizing a corresponding wide experimental data set from literature, as well as own results of experimental investigations obtained with the help of the Gleeble 3800 system. All models provide good agreement with experimental data for a number of steels with rather different chemical compositions. The computer programs for austenite microstructure evolution under hot rolling (AusEvol) and transformation during accelerated cooling (AusTran) simulations are described.

Keywords: microstructure, mechanical properties, hot rolling, modeling.

В процессе горячей прокатки сталей протекает целый ряд процессов – рост зерна, статическая и динамическая рекристаллизация, выделение карбонитридов, распад аустенита, которые в результате определяют конечную микроструктуру и механические свойства стали. Поэтому, экспериментальному исследованию этих процессов и разработке количественных математических моделей в последнее время уделяется всё большее внимание. Данная работа посвящена краткому изложению основных аспектов разработанной интегральной модели эволюции аустенита в процессе горячей прокатки. Стоит отметить, что интегральная модель построена с использованием подходов, имеющих прямое физическое обоснование и позволяющих адекватно учесть влияние легирующих элементов на моделируемые процессы эволюции аустенита.

Известно, что кинетика роста зерен и рекристаллизации аустенита существенно зависят

$$\frac{d\bar{D}(t)}{dt} = M_0 \exp\left(\frac{\beta_{GG} Q_{SD}(Y_{AE})}{R}\right) \exp\left(-\frac{\alpha_{GG} Q_{SD}(Y_{AE})}{RT}\right) \left[\frac{1}{\bar{D}(t)} - \frac{1}{\bar{D}_{lim}}\right], \quad (1)$$

где  $\bar{D}$  – средний диаметр зерна;  $\bar{D}_{lim}$  – предельный диаметр, при достижении которого рост зерна прекращается из-за его торможения

от химического состава стали. Такие элементы как Mn, Si, Mo, Nb, Ti и V, находясь в твердом растворе, оказывают сильнейшее влияние на эти процессы за счет так называемого эффекта «примесного торможения (solute drag)» аустенитных границ. Другой механизм торможения обусловлен выделением карбонитридов микролегирующих элементов (особенно Nb), индуцированным пластической деформацией аустенита.

В связи с этим при построении моделей этих процессов учёт этих эффектов имел одно из ключевых значений. Так для расчёта скорости роста зерна аустенита использовалось уравнение, построенное с учётом возможного торможения данного процесса частицами карбонитридов микролегирующих элементов:

частицами (определяется размером и количеством частиц карбонитридов);  $M_0$ ;  $\beta_{GG}$ ;  $\alpha_{GG}$  – эмпирические параметры модели. Как видно из (1)

в предлагаемой модели роста зерна энергия активации процесса считается пропорциональной энергии активации самодиффузии  $Q_{SD}(Y_{AE})$ , вычисляемой в зависимости от химического состава аустенита:

$$Q_{GG}(Y_{AE}) = \alpha_{GG} Q_{SD}(Y_{AE}), \text{ где}$$

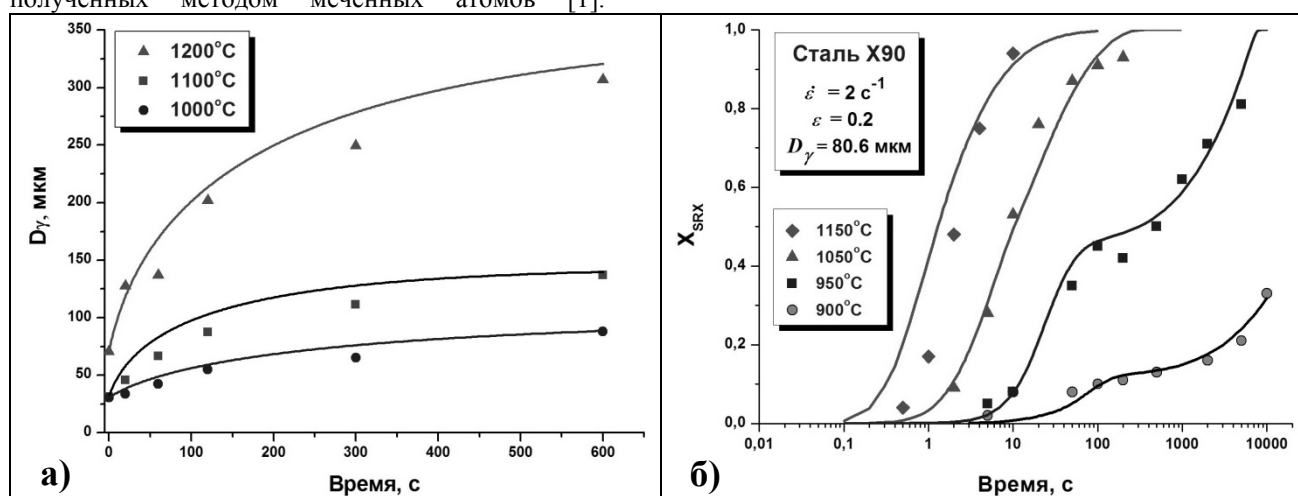
$$Y_{AE} = \{y_C; y_{Mn}; y_{Si}; y_{Ni}; y_{Cr}; y_{Mo}; y_{Nb}; y_{Ti}; y_V\} -$$

$$Q_{SD}(Y_{AE}) = 311691 - 278242(1 - \exp(-0.394y_C^*)) + 88752y_{Mn}^{*0.31} + 22801y_{Si}^* - 6490y_{Cr}^* + (2) \\ 84864y_{Mo}^{*0.65} - 38575y_{Ni}^{*0.3} - 7298y_V^* + 132594y_{Nb}^{*0.263} + 82128y_{Ti}^{*0.401} \text{ (Дж / моль)},$$

где  $y_X^*$  — атомная концентрация (%). Формула (2) получена на основании анализа экспериментальных данных по коэффициенту самодиффузии для аустенита различного химического состава, полученных методом меченных атомов [1].

совокупность атомных концентраций  $y_X$  легирующих элементов в твердом растворе аустенита. Для расчета  $Q_{SD}(Y_{AE})$ , в зависимости от химического состава его твердого раствора использована формула:

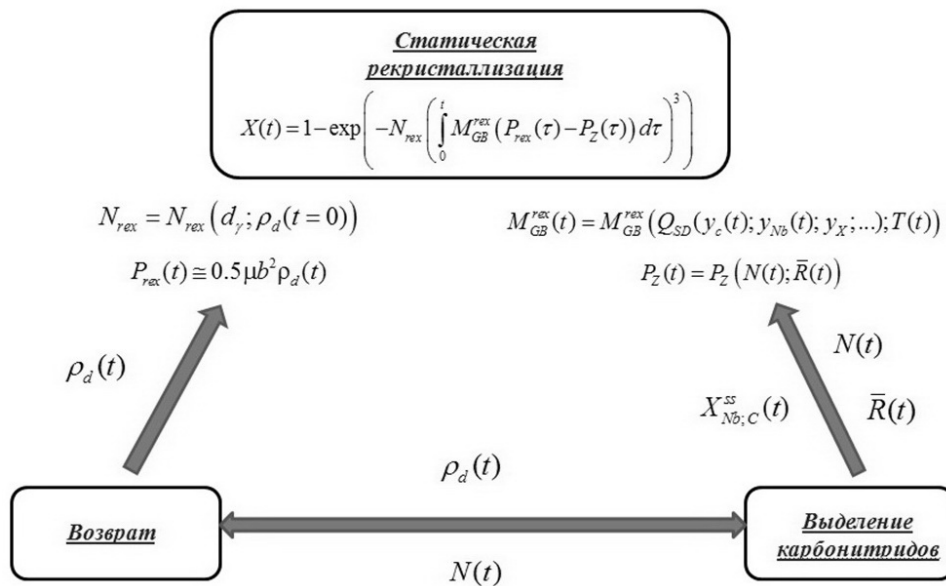
Некоторые результаты моделирования кинетики роста зерна в сравнении с экспериментальными данными для стали, микролегированной Ni, Cr и Mo, представлены на рис.1 а.



**Рис. 1.** Сравнение результатов расчёта с помощью разработанных моделей с экспериментальными данными: а – кинетики роста зерна аустенита при разных температурах для стали, содержащей 0.09%С, 0.95%Mn, 0.27%Si, 2%Ni, 1%Cr и 0.5%Mo; б – кинетики статической рекристаллизации для стали X90 при разных температурах.

Для описания кинетики статической рекристаллизации предложена модель, в которой рассматриваются и количественно описываются три взаимодействующих между собой процесса: *возврат*  $\rightleftharpoons$  *рекристаллизация*  $\rightleftharpoons$  *выделение частиц карбонитридов, индуцированное деформацией*. Разработанный подход базируется на результатах более ранних работ, выполненных в данном направлении, и значительно их расширяет. Рис. 2 иллюстрирует физические механизмы взаимодействия моделируемых процессов и поясняет использованные подходы к их количественному описанию. В представленной модели для описания кинетики статической рекристаллизации объёмная плотность зародышей рекристаллизованных зёрен,  $N_{rex}$ , определяется исходной структурой (размером зерна аустенита  $d_\gamma$ ) и объёмом внутренних напряжений (плотностью дислокаций  $\rho_d$ ). Подвижность

границ,  $M_{GB}^{rex}$ , зависит от температуры и химического состава, через энергию активации самодиффузии ( $Q_{SD}$ ). Движущее давление рекристаллизации,  $P_Z(t)$ , определяется средней плотностью дислокаций и, соответственно, зависит от скорости протекания возврата и выделения карбонитридов. Разработанный вариант модели статической рекристаллизации позволяет достичь хорошего согласия с экспериментом для 32 марок сталей различного химического состава. На рис.1.б представлены некоторые результаты сравнения экспериментальных данных с расчётными для трубной стали класса прочности X90. Более подробно результаты работы, касающиеся моделирования роста зерна аустенита и статической рекристаллизации изложены в работе [2].



**Рис. 2.** Схема работы модели, описывающей взаимодействующие процессы возврата, рекристаллизации и выделения карбонитридов

Конечная микроструктура, определяющая уровень механических свойств, формируется в процессе охлаждения после горячей прокатки. Разработанная модель для количественного описания кинетики распада аустенита современных сталей с образованием всего набора микроструктурных составляющих – феррита, перлита, бейнита и мартенсита базируется на физически обоснованных подходах к расчету термодинамических и кинетических параметров, контролирующих скорости этих процессов. Термодинамические параметры – движущие силы образования рассматриваемых фаз, равновесные концентрации углерода в аустените и феррите рассчитываются в соответствии с современными термодинамическими моделями. Особое внимание при построении модели уделялось учёту влияния легирующих элементов замещения, что достигается за счёт двух кинетических параметров – энергии активации перестройки кристаллической решётки  $\gamma/\alpha$ -превращения, в качестве которой использовалась половина энергии активации самодиффузии, рассчитываемая согласно выражению (2) и коэффициента диффузии углерода в аустените [3].

**Модель ферритного превращения** построена с использованием системы уравнений, описывающих зарождение и рост зёрен феррита. Зарождение зёрен феррита, считалось, что в отсутствии пластической деформации, происходит на границах зёрен аустенита. Скорость роста феррита рассчитывалась в рамках модели «смешанной кинетики», в которой учитывается, что процесс роста контролируется как подвижностью межфазной  $\alpha/\gamma$  – границы, так и скоростью отвода углерода от этой границы в объём аустенитного зерна. При таком рассмотрении скорость роста определялась наиболее медленным из двух одновременно протекающих процессов – перестройки решетки и диффузионного отвода углерода от движущейся границы.

**Модель перлитного превращения** базируется на описании роста перлитного слоя. Зарождением перлитных колоний в модели пренебрегается и считается, что, при выполнении условия термодинамической выгоды образования цементита, на  $\alpha/\gamma$  – границах образуется его непрерывный слой, который растёт в дальнейшем к центру аустенитных зёрен. Для описания скорости роста перлитного слоя также как и в модели ферритного превращения используется модель «смешанной кинетики». Более подробно о моделях перлитного и ферритного превращений описано в работе [4].

**Модель бейнитного превращения** построена на описании кинетики зарождения бейнитных субэлементов, образующих бейнитные пакеты. В модели считается, что образование субэлементов становится энергетически выгодным, когда движущая сила  $\gamma \rightarrow \alpha$  – превращения становится выше некоторого критического значения. При построении модели рассматривалось первичное и вторичное (или автокаталитическое) зарождение субэлементов, а в зависимости от места их образования выделялось несколько групп (рис. 3):

- первичные, образующиеся на  $\gamma/\gamma$  – границах ( $I_{\gamma/\gamma}^P$ );
- первичные, образующиеся на  $\gamma/\alpha$  – границах ( $I_{\gamma/\alpha}^P$ );
- вторичные, образующиеся вдоль  $\gamma/\gamma$  – границ ( $I_{\text{GB}}^S$ );
- вторичные, образующиеся на поверхности ранее сформировавшихся элементов ( $I_{\text{GI}}^S$ ).

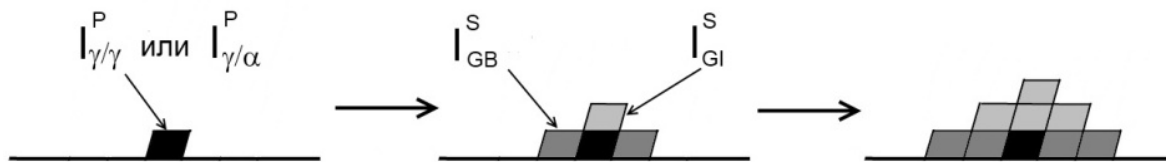


Рис. 3. Схема образования субэлементов бейнита.

Стоит отметить, что в модели бейнитного превращения учёт влияния легирующих элементов замещения на данный процесс достигается за счёт условной энергии активации образования бейнитных субэлементов, рассчитываемой при помощи выражения найденного в процессе калибровки модели.

Также в модели распада аустенита предложен и реализован новый подход для учёта влияния предварительной деформации аустенита на кинетику его распада, основанный на описании различных эффектов, к которым может приводить наличие внутренних напряжений, вызванных деформацией. Среди которых — ускорение зарождения зёрен феррита и бейнитных субэлементов, обусловленное появлением вблизи аустенитных границ областей гидростатических напряжений растяжения и образование ацикулярного феррита (деформационного бейнита), который формируется на границах субзерен/фрагментов деформированного аустенита.

В результате, разработанная модель распада аустенита помимо прогнозирования кинетики протекания процесса способна предсказывать параметры конечной микроструктуры — объёмные доли образующихся структурных элементов, размер зерна феррита и бейнитного пакета, а также тип формирующегося бейнита.

Для калибровки модели распада аустенита использовались экспериментальные данные

(кинетические кривые распада, параметры микроструктуры), полученные с помощью комплекса Gleeble 3800, по 15 маркам сталей различного химического состава. Количественный анализ формирующихся микроструктур в зависимости от условий охлаждения осуществлялся с использованием как оптической, так и электронной микроскопии (EBSD-анализ). Содержание основных легирующих элементов в сталях, данные для которых использованы при калибровке модели, меняется в следующих диапазонах, представляющих практический интерес: C(0.04÷0.74); Mn(0.4÷2); Si(0.01÷1.6); Cr(0.03÷1); Mo(0.04÷0.3); Ni(0.02÷0.5); Nb(0÷0.05) (масс.%).

Разработанный вариант модели распада аустенита, позволил достичь хорошего согласия с экспериментом, как в случае непрерывного охлаждения, так и в случае изотермических выдержек (рис. 4). Также разработанная модель дополнительно обеспечивает достаточно высокую точность предсказания размера зерна феррита (рис. 5) и бейнитных пакетов, которая сравнима с погрешностью их экспериментального определения. При этом она даёт хорошие результаты для сталей с существенно разным химическим составом, как в случае малого (~ 20 мкм), так и большого (~ 100 мкм) размеров зерна аустенита, а также в условиях его предварительной деформации.

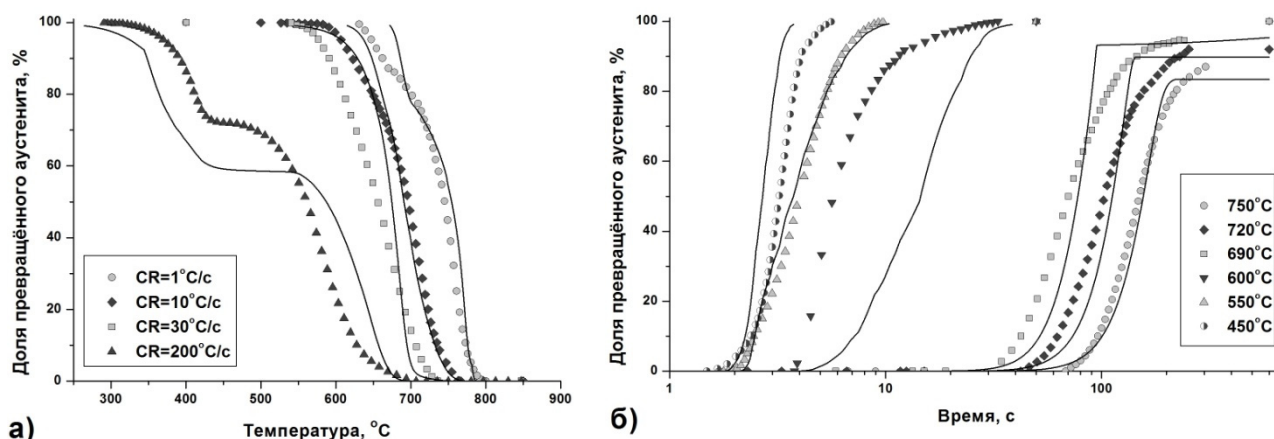
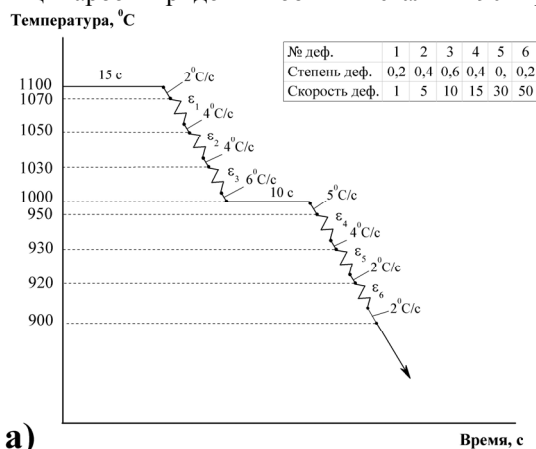


Рис. 4. Результаты сравнения расчётов кинетики распада аустенита с экспериментальными данными для простой стали (0.18%С, 0.72%Mn, 0.2%Si, 0.19%Cu) в случае непрерывного охлаждения (а) и трубной стали Х90 в случае изотермических выдержек (б).

Алгоритмы, описывающие эволюцию аустенита при горячей прокатке и кинетику распада аустенита для произвольного режима его

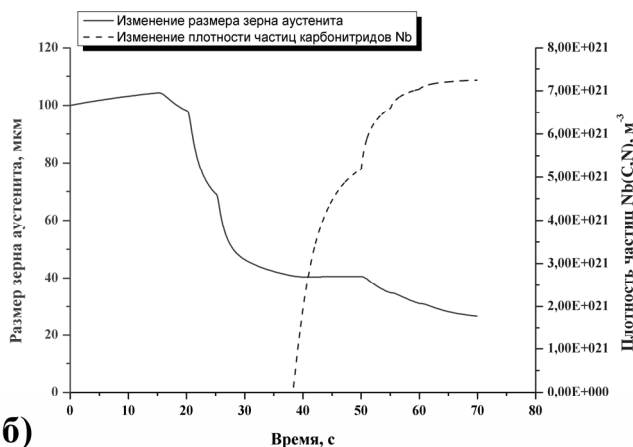
охлаждения (или при изотермической выдержке), были реализованы в разработанных компьютерных программах AusEvol (Austenite Evolution) и

**AusTran (Austenite Transformation).** В качестве примера реализации работы данных программ на рис. 5.б представлены результаты моделирования изменения размера зерна аустенита и плотности частиц карбонитридов ниобия в стали X90 при



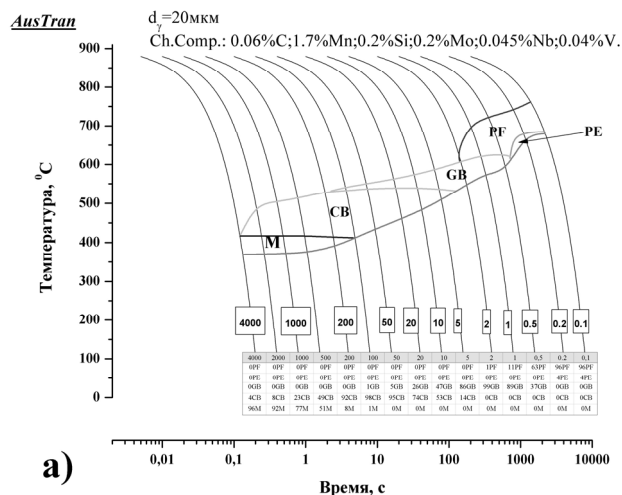
а)

произвольном температурно-деформационном режиме (рис. 5.а). На рис. 6 представлены результаты расчёта CCT- и TTT- диаграмм для стали X90 и исходном размере зерна аустенита 20 мкм, полученные с помощью программы AusTran.

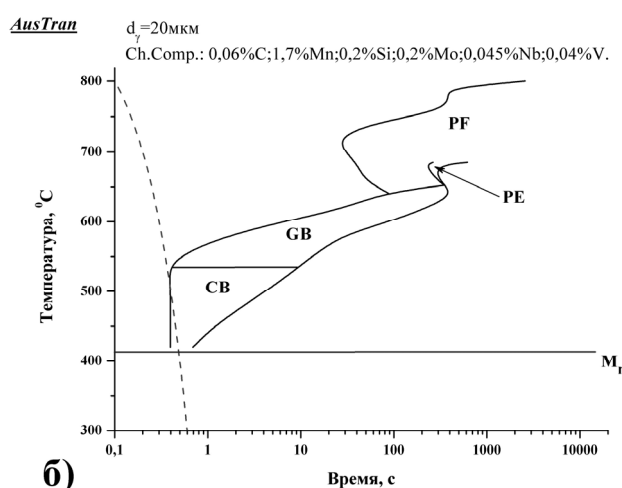


б)

Рис. 5. Результаты реализации возможностей программы AusEvol: а – схема моделируемого режима горячей деформации для стали X90; б - рассчитанные графики изменения размера зерна аустенита и плотности частиц карбонитридов ниобия.



а)



б)

Рис. 6. Примеры расчёта с помощью программы AusTran CCT (а) и TTT диаграмм, выполненные для стали X90 при исходном размере зерна аустенита в 20 мкм.

С использованием разработанной интегральной модели эволюции аустенита и экспериментальной базы данных “режимы обработки – механические свойства”, полученной для 10 марок сталей различного химического состава прокатываемых на стане 2000 “ОАО Северсталь”, были построены математические модели для расчёта конечных механических свойств. Модели предела текучести  $\sigma_{0.2} \equiv \sigma_{YS}$  (YS – Yield Stress) и прочности

$\sigma_B \equiv \sigma_{TS}$  (TS – Tensile Stress) построены на основании правила смеси, в соответствии с которым вклад отдельных структурных компонентов полагается пропорциональным их объемной доле. В качестве компонентов рассматриваются: полигональный феррит, перлит, бейнит различной морфологии, а также мартенсит. В соответствии с выбранным подходом выражения, используемые для расчета прочностных свойств, имеют вид:

$$\begin{aligned}\sigma_{0.2} &\equiv \sigma_{YS} = \sigma_0^Y + \Delta\sigma_{ss}^Y + \Delta\sigma_{gb}^Y + \Delta\sigma_{PE}^Y + \Delta\sigma_B^Y + \Delta\sigma_M^Y, \\ \sigma_B &\equiv \sigma_{TS} = \sigma_0^T + \Delta\sigma_{ss}^T + \Delta\sigma_{gb}^T + \Delta\sigma_{PE}^T + \Delta\sigma_B^T + \Delta\sigma_M^T,\end{aligned}\quad (3)$$

где  $\sigma_0^Y$ ;  $\sigma_0^T$  – базовые вклады;  $\Delta\sigma_{ss}^Y$ ;  $\Delta\sigma_{ss}^T$  – вклады, обусловленные твердорастворным

упрочнением атомами ЛЭЗ;  $\Delta\sigma_{gb}^Y$ ;  $\Delta\sigma_{gb}^T$  –

вклады границ зерен феррита;  
 $\Delta\sigma_{PE}^Y; \Delta\sigma_{PE}^T; \Delta\sigma_B^Y; \Delta\sigma_B^T; \Delta\sigma_M^Y; \Delta\sigma_M^T$  –  
 соответственно, вклады перлита, бейнита и

мартенсита. Для расчета относительного удлинения  $\delta_E \equiv \delta$  (E – Elongation) выражение имело следующий вид:

$$\delta_E \equiv \delta = \delta_0 + \Delta\delta_{ss} + \Delta\delta_{gb} + \Delta\delta_{PE} + \Delta\delta_B + \Delta\delta_M, \quad (4)$$

где  $\delta_0$  – базовое значение удлинения;  
 $\Delta\delta_{ss}; \Delta\delta_{gb}; \Delta\delta_{PE}; \Delta\delta_B; \Delta\delta_M$  – вклады в  
 снижение данной характеристики пластичности,  
 обусловленные упрочнением материала за счёт  
 твердого раствора, границ зёрен феррита,  
 перлитной, бейнитной и мартенситной  
 составляющих микроструктуры, соответственно.

При определении вкладов, обусловленных  
 границами зёрен феррита, использовалось выражение  
 Холла - Петча. Выражения для расчета вкладов  
 перлита были выбраны с учётом совокупного влияния  
 его объёмной доли и межпластинчатого расстояния,  
 которое определялось степенью переохлаждения  
 аустенита относительно равновесной температуры  
 образования цементита. Расчет вкладов бейнита в

прочностные свойства проводился с учетом их  
 зависимости от размера бейнитных пакетов  
 (эффективный размер зерна), долей бейнита,  
 морфологии бейнита, плотности дислокаций, а также  
 содержания углерода в аустените перед началом  
 бейнитного превращения. Вклады мартенсита  
 определяли с учетом его объемной доли, плотности  
 дислокаций и содержания углерода в аустените к  
 моменту начала его образования.

На рис. 7 представлены результаты  
 сравнения прогнозируемых прочностных свойств с  
 экспериментальными данными для разных марок  
 сталей. Относительная ошибка расчёта предела  
 текучести составила – 7.9%, предела прочности –  
 6.2%, а абсолютная ошибка расчёта относительного  
 удлинения – 4.6%.

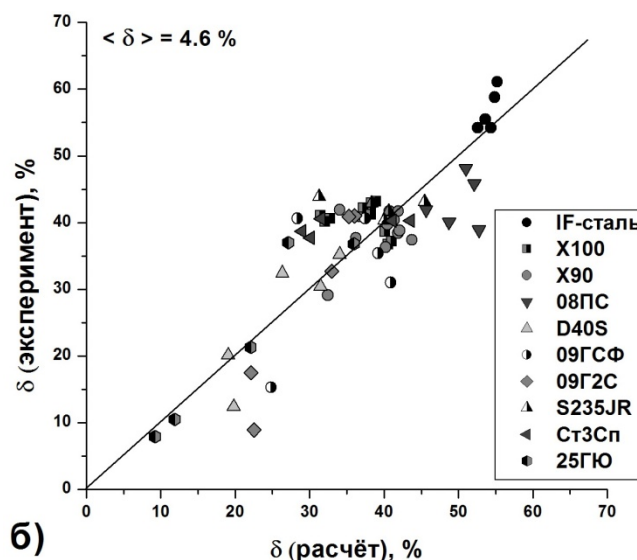
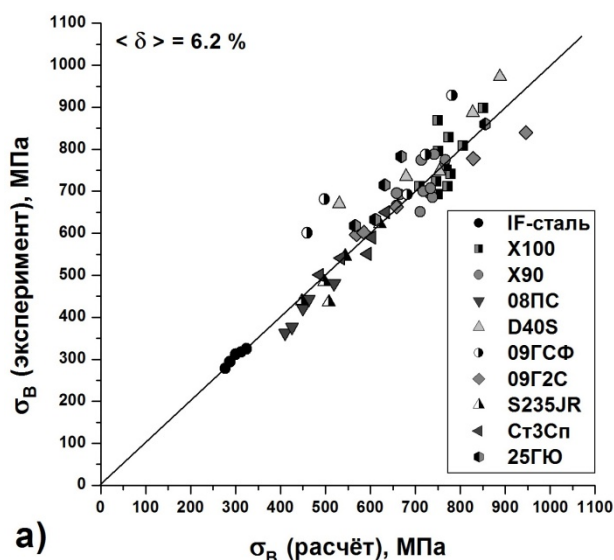


Рис. 7. Результаты прогнозирования механических свойств (а – предела прочности, б – относительное удлинение) в сравнении с экспериментальными данными.

В результате проделанной работы была  
 разработана интегральная модель прогнозирования  
 микроструктуры и конечных механических свойств  
 в процессе горячей прокатки сталей. С  
 использованием данной модели (её компьютерной  
 реализации) можно осуществлять как разработку  
 режимов прокатки новых марок сталей, так и  
 оптимизацию существующих.

#### Список литературы

1. A.A. Vasilyev, S.F. Sokolov, N.G. Kolbasnikov and D.F. Sokolov. *Effect of Alloying on the Self Diffusion Activation Energy in Gamma-Iron* // Phys. Solid State, 2011, Vol.53, No.11, pp. 2194–2200.

2. A. Vasilyev, A. Rudskoy, N. Kolbasnikov, S. Sokolov and D. Sokolov. *Physical and Mathematical Modeling of Austenite Microstructure Evolution Processes Developing in Line-pipe Steels under Hot Rolling* // Mater. Sci. Forum, 2012, Vols.706–709, pp. 2836–2841.
3. A.A. Vasilyev. *Carbon Diffusion Coefficient in Complexly Alloyed Austenite* // Proc. MS&T'2007, Detroit, September 2007, pp.537–551.
4. A.A. Vasilyev, S.F. Sokolov, N.G. Kolbasnikov and D.F. Sokolov. *Modelling Austenite to Ferrite Transformation in Steels* // Phys. Solid State, 2012, Vol.54, No.8 (in press).